

# ТРАНСФОРМАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВА TiNi ЭКВИАТОМНОГО СОСТАВА В РЕЗУЛЬТАТЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ

*Чуракова А.А.*

*Руководитель – д.ф.-м.н., зав. ЛФП ИФМК УНЦ РАН Гундеров Д.В.*

Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, г. Уфа

Уфимский государственный авиационный технический университет,  
г. Уфа

**churakova\_a@mail.ru**

Данная работа направлена на исследование влияния термоциклирования в диапазоне температур фазового превращения B2-B19' на микроструктуру, температуры мартенситных превращений и механические свойства эквивалентного сплава Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub> в крупнозернистом (КЗ) и ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии, полученном РКУП. Сто циклов термоциклирования и вызванное ими увеличение плотности дислокаций в КЗ сплаве вызвало понижение температур мартенситных превращений. В УМЗ сплаве температуры прямого превращения ( $M_s$ ,  $M_f$ ) на 2°-3°С снижаются, а температуры обратного превращения ( $A_s$ ,  $A_f$ ) на 6°С повышаются.

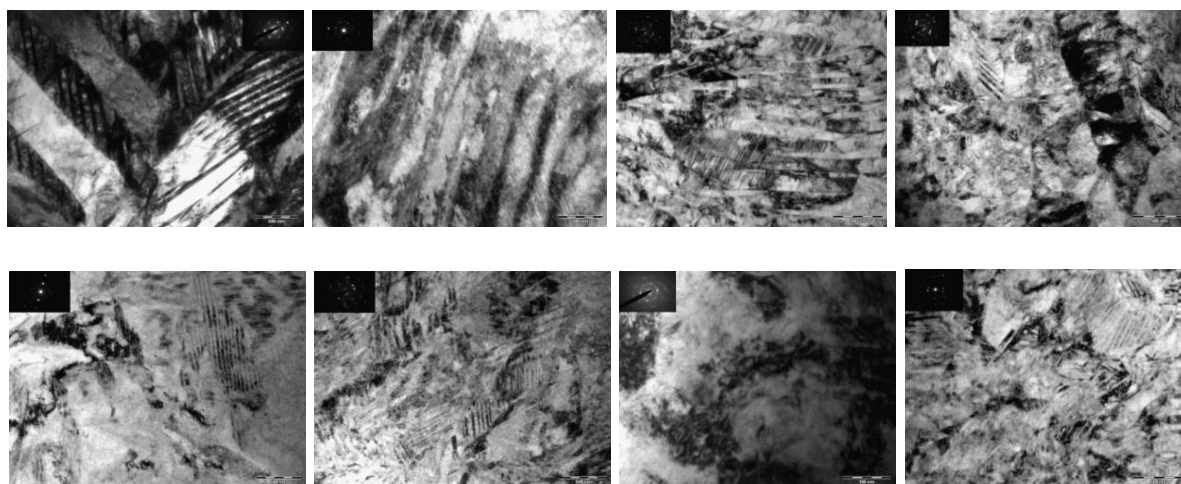
Сплавы TiNi являются наиболее привлекательными сплавами с эффектом памяти формы и сверхупругости в широком спектре технического приложения [1]. Известно, что критические температуры и напряжения для мартенситного превращения B2 ↔ B19' в TiNi зависят от термо- и механоциклирования [2-10]. Понимание влияния термоциклирования (ТЦ) на поведение при превращении и повышение стабильности имеет большое значение для этих сплавов. Например, актюаторы в процессе работы подвергаются многократному термоциклированию через интервал мартенситного превращения (МП), а TiNi в виде саморасширяющихся эндоваскулярных стентов подвергается миллионам механических циклов в результате воздействия сердечного давления и движения опорно-двигательного аппарата [11]. Явление фазового наклепа (ФП), то есть накопление внутренних искажений структуры, не представляется тривиальным в случае МП с обратимым движением мартенситных границ. Термин «термоупругое превращение» в строгом смысле исключает сколько-нибудь заметные необратимые изменения. Однако в случае TiNi при многократных циклах МП происходит некоторое увеличение плотности дислокаций. В литературе имеются данные по влиянию термоциклирования на температуры превращений и параметры ЭПФ крупнозернистых (КЗ) сплавов TiNi. Так в работе [2] было установлено, что сдвиг температур

мартенситного превращения при термоциклировании происходит за счет введения дислокаций, но влияние термоциклирования на параметры превращения, структуру и механические свойства полученных ИПД ультрамелкозернистых сплавов TiNi [10, 11] исследовано слабо.

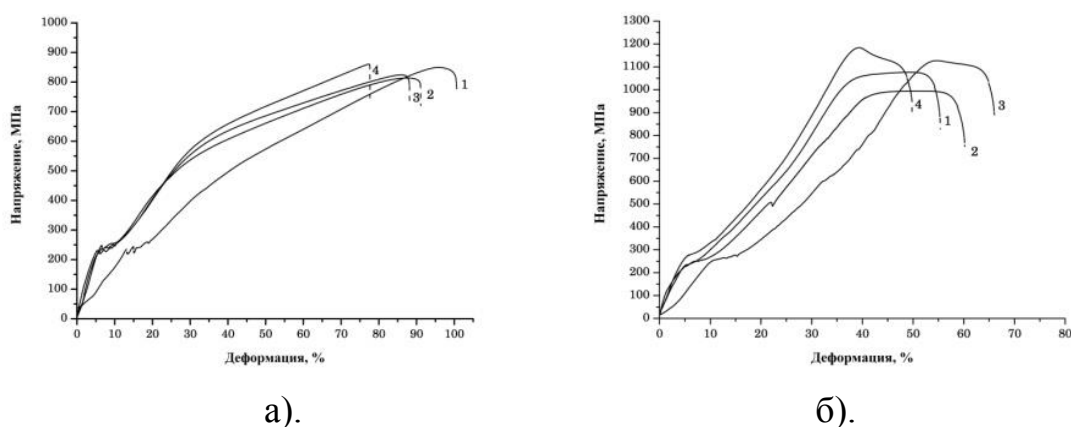
Исследования проводились на образцах эквиатомного сплава  $\text{Ti}_{50,0}\text{Ni}_{50,0}$  (at.%). Термоциклирование (ТЦ) проводилось в диапазоне температур мартенситного превращения с числом циклов  $n=100$ . В работе [12], посвященной исследованию влияния термоциклирования на сплавы TiNi, было показано, что  $M_n$  сплава с меньшим содержанием Ni относительно стехиометрии в результате термоциклирования понижается примерно на  $20^\circ\text{C}$ ,  $M_n$  Ni-rich сплавов практически не изменяется. В работе [13] для Ni-rich сплава TiNi и в КЗ, и в УМЗ нами наблюдалось повышение температуры МП при термоциклировании. В данной работе измерения методом ДСК показали, что термоциклирование приводит к понижению температур мартенситных превращений в КЗ состоянии на  $3^\circ$ -  $6^\circ\text{C}$ , а в УМЗ состоянии ТЦ приводит к незначительному понижению температур прямого превращения ( $M_n$ ,  $M_k$ ) на  $2^\circ$ - $3^\circ\text{C}$  и повышению температур обратного ( $A_n$ ,  $A_k$ ) примерно на  $6^\circ\text{C}$ . Также наблюдается снижение температур пиков прямого и обратного превращений, а изменение энтальпии превращения имеет разнонаправленный характер. Сдвиг температур превращения в сторону низких можно объяснить увеличением плотности дислокаций, накопленных при термоциклировании. По данным ПЭМ в КЗ состоянии структура сплава представляет собой мартенсит (рис. 1, а). Ширина мартенситных пластин составляет  $90\pm 5$  нм. После термоциклирования с числом циклов равным 20 в структуре в отдельных областях наблюдается развитая дислокационная структура. Увеличение числа термоциклов с 20 до 50 существенно не изменяет структуру, в отдельных двойниках мартенсита присутствует скопление дислокаций, образовавшихся в процессе термоциклирования. При этом ширина пластин мартенсита составляет 80 нм. В состоянии после термоциклирования с  $n=100$  сохраняется мартенситный характер структуры, однако в мартенситных пластинах шириной 75 нм присутствуют дополнительные двойники шириной 15 нм, возможно, образованные при термоциклировании (рис. 1, а).

После РКУП в материале формируется сложная мартенситная структура с размером зерен около 700 нм (рис. 1, б). Термоциклирование ( $n=20$ ) не приводит к заметным изменениям в структуре. После 50 термоциклов плотность дислокаций и дефектов в структуре заметно увеличивается, но по фотографиям ПЭМ затруднительно говорить о размерах составляющих (дефектов). 100 циклов термоциклирования формирует преимущественно мартенситную структуру с шириной пластин мартенсита  $40\pm 10$  нм, также наблюдается развитая дислокационная структура в зернах мартенсита. Предел текучести сплава в исходном крупнозернистом состоянии равен 430 МПа, а после РКУП возрастает до 935

МПа. Термоциклирование с максимальным числом циклов приводит к тому, что предел текучести повышается до 547 и 1120 МПа в КЗ и УМЗ состоянии, соответственно. Предел прочности в КЗ состоянии в результате термоциклирования вплоть до  $n=100$  практически не изменяется, а в УМЗ состоянии незначительно повышается (рис. 2). Пластичность при этом остается на уровне 40 %. На рис. 3 представлена зависимость предела текучести, в КЗ и УМЗ состояниях от числа термоциклов.



а). б).  
Рис. 1. Структура сплава  $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ : а). КЗ, б). УМЗ



а). б).  
Рис. 2. Графики зависимости «напряжение-деформация» для сплава  $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ , где а-КЗ, б-УМЗ

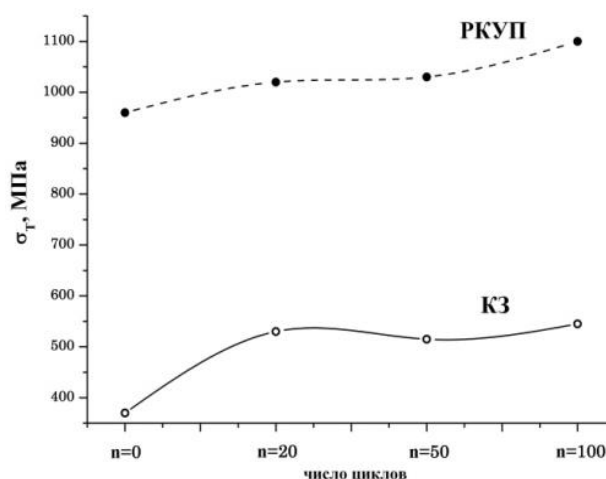


Рис. 3. График зависимости предела текучести ( $\sigma_T$ ) от состояния

#### СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ:

1. S. Miyazaki, Y. Igo, K. Otsuka, *Acta Metal.* 34 (1986) 2045–2051.
2. S. Miyazaki, T. Imai, Y. Igo, K. Otsuka, *Metall. Trans.* 17A (1986) 115–120.
3. P.G. McCormick, Y. Liu, *Acta Metall. Mater.* 42 (1994) 2407–2413.
4. B. Strnadel, S. Ohashi, H. Ohtsuka, S. Miyazaki, T. Ishihara, *Mater. Sci. Eng. A203* (1995) 187–196.
5. L. Jordan, M. Masse, J.Y. Collier, G. Bouquet, *J. Alloys Compd.* 211–212 (1994) 204–207.
6. Y. Liu, P.G. McCormick, *Acta Metall. Mater.* 38 (1990) 1321–1326.
7. R. Stalmans, J. Van Humbeeck, L. Delaey, *Acta Metall. Mater.* 40 (1992) 501–511.
8. Y. Liu, J. Van Humbeeck, *J. Phys. IV* 7 (1997) C5-519–C5-524.
9. Y. Liu, D. Favier, H. Yang, *Mater. Trans. JIM* 43 (2002) 792–797.
10. Valiev R.Z. 2000 *Progr. Mater. Sci.* 45 pp 103-189
11. Valiev R.Z., Alexandrov I.V. 2007 Bulk Nanostructured Metallic Materials: fabrication, structure and properties *M.: Akademkniga* 398p (in Russian).
12. Ерофеев В.Я., Монасевич Л.А., Павская В.А., Паскаль Ю.И., ФММ, 53 (5) (1982) 963-965.
13. Чуракова А.А., Гундеров Д.В. Механические свойства сплава TiNi полученного интенсивной пластической деформацией и последующей термоциклической обработкой // Вектор науки ТГУ (Тольяттинского государственного университета). 2013. № 3 (25). С. 288-291.